

**Ф. В. Водолазский\*, С. М. Илларионова, Н. А. Баранникова,  
А. Л. Урядова, А. Г. Илларионов**

Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

\*f.v.vodolazskiy@urfu.ru

## **ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И ТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА ПТ-1М**

В работе методами макро-, микро-, рентгеноструктурного и дюрометрического анализов исследовано изменение макро-, микроструктуры и твердости по сечению крупногабаритной горячедеформированной трубной заготовки из сплава ПТ-1М. Обнаружена неполная проработка макро-, микрозеренной структуры по сечению заготовки. Установлена взаимосвязь между формируемой структурой и твердостью.

*Ключевые слова:* титановый сплав ПТ-1М, горячая деформация, свойства, макро-структура, микроструктура.

**F. V. Vodolazskiy, S. M. Illarionova, N. A. Barannikova,  
A. L. Uryadova, A. G. Illarionov**

## **CHANGE OF STRUCTURAL CONDITION AND HARDNESS FOR A SECTION OF HOT-WORKED PIPE BILLET FROM PT-1M ALLOY**

In this paper, the methods of macro, micro, X-ray structural and durometric analyzes were used to study the changes of macro, microstructure and hardness for the large-sized hot-worked pipe billet from PT-1M alloy. It was found the coarse macro- and micro- structure over the cross section of the billet was formed. The correlation between the structure and the hardness was established.

*Key words:* titanium alloy PT-1M, hot deformation, phase composition, macrostructure, microstructure.

**П**Т-1М — это низколегированный  $\alpha$ -сплав титана системы Ti–Al, обладающий высокой коррозионной стойкостью в морской и пресной воде и широко используемый для производства труб в судостроении [1]. На начальном этапе получения труб из сплавов титана в качестве исходного полуфабриката используют крупногабаритную

горячедеформированную заготовку [2], которая может иметь структурную неоднородность по сечению [3], что отражается на механических свойствах, в частности, твердости. В работе исследована взаимосвязь изменения структурного состояния и твердости по сечению крупногабаритной трубной заготовки из сплава ПТ-1М.

Материалом для исследования служили темплеты, представляющие сегмент 1/4 круга, вырезанного из горячекованой трубной заготовки диаметром 188 мм (коэффициент укова 4,6) из сплава ПТ-1М, имеющего плавочный химический состав  $Ti-0,4Al-0,08O$  (в мас. %) в пределах марки сплава [4], и механические свойства, удовлетворяющие требованиям [2]. В работе использовали следующие виды анализа: макроструктурный — визуально с использованием метода шкал [5], микроструктурный — с помощью микроскопа «OLYMPUS GX51», рентгеноструктурный фазовый (РСФА) — на дифрактометре «Bruker D8 Advance» в медном  $K_{\alpha}$ -излучении, дюрометрический — с измерением твердости по Виккерсу по ГОСТ 6507–1 2007 [6] на универсальном твердомере Zwick/Roell ZHU type 6187–5 LKV. Анализ проводили на поперечном и продольном сечениях темплетов после травления макрошлифов в 15 %-ном растворе плавиковой кислоты и микрошлифов в водном растворе азотной и плавиковой кислот в соотношении  $2\%HF + 2\%HNO_3 + 96\%H_2O$  в соответствии с рекомендациями монографии [7].

На рис. 1 представлена макроструктура темплетов горячедеформированной заготовки из сплава ПТ-1М в продольном и поперечном направлении.



Рис. 1. Макроструктура темплета из сплава ПТ-1М в поперечном (а) и продольном сечении (б) (без увеличения)

Анализ макроструктуры сплава ПТ-1М показал, что она неоднородна по сечению как поперечного, так и продольного темплетов (рис. 1) и имеет в соответствии со шкалой макроструктуры титановых сплавов [5] 2–3-й балл у внешней поверхности, который постепенно увеличивается вплоть до 10 балла к центру анализируемого темплета. При этом размер макрозерна в центре темплета может достигать 8–10 мм. Каких-либо видимых макродефектов не обнаружено. Фиксируемая разнотернистость свидетельствует о неполной проработке зеренной структуры полуфабриката по сечению заготовки в ходе его деформационной обработки, что может быть связано с относительно небольшим уклоном слитка (по данным поставщика порядка 4,6) при получении исследуемой заготовки.

Данные РСФА, полученные с образцов, вырезанных вблизи центра (1/4 радиуса), на 1/2 радиуса и вблизи поверхности темплета приведены на рис. 2. На дифрактограммах присутствуют только линии  $\alpha$ -твердого раствора, что характерно для  $\alpha$ -сплавов, которые не содержат в качестве легирующих элементов  $\beta$ -стабилизаторов. Параметры решетки  $\alpha$ -фазы, определенные после съемки в разных сечениях, практически одинаковы и составляют:  $a = 0,2948 \pm 0,00001$  нм,  $c = 0,4682 \pm 0,0001$  нм,  $c/a = 1,588$ . Полученное значение параметра « $c/a$ »  $\alpha$ -фазы немного выше, чем у чистого титана (1,587) из-за легирования алюминием [8].

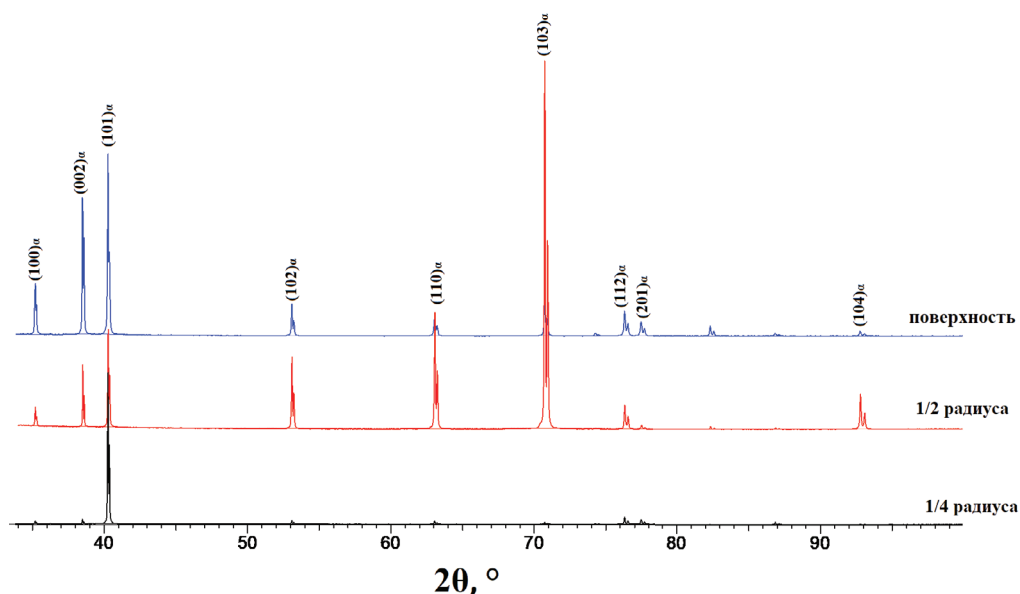


Рис. 2. Дифрактограммы с 1/4, 1/2 радиуса и поверхности заготовки из сплава ПТ-1М

Сравнительный анализ соотношения интенсивностей линий  $\alpha$ -фазы на дифрактограммах, снятых с 1/4, 1/2 радиуса и поверхности заготовки, показал их существенное отличие при переходе от одного сечения к другому. При этом на дифрактограмме, снятой ближе к центру с 1/4 радиуса заготовки, максимальную интенсивность, сильно отличающуюся от других линий, в нашем случае имеет только одна линия  $101_{\alpha}$ . Данный эффект связан с отмеченной выше неполной проработкой зеренной структуры особенно в центральных областях заготовки, имеющих наиболее крупнозернистую структуру (см. рис. 1). При получении дифрактограмм с этих областей это приводит к попаданию в отражающее положение очень ограниченного числа зерен и соответственно плоскостей  $hkl$ , дающих максимальную интенсивность.

Микроструктура сплава ПТ-1М с поперечного сечения темплета, полученная на образцах, вырезанных из различных зон темплета — ближе к центру и у внешней поверхности, представлена на рис. 3.

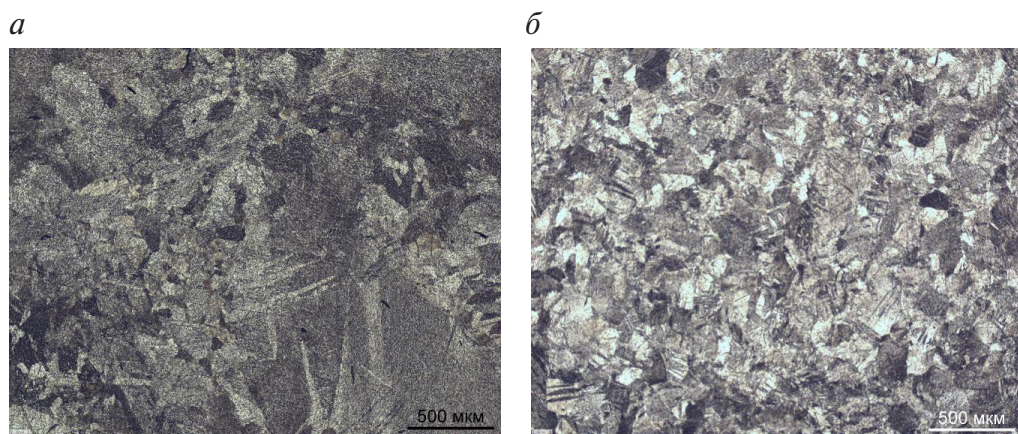


Рис. 3. Микроструктура в поперечном направлении вблизи центра (а) и вблизи поверхности (б) заготовки из сплава ПТ-1М

Анализ микроструктуры показал, что в центральной части и на 1/2 сечения темплета фиксируется преимущественно достаточно крупное исходное зерно, размеры которого могут достигать нескольких миллиметров (рис. 3, а), что наблюдали и при анализе макроструктуры (рис. 1). Внутри зерна фиксируются крупные  $\alpha$ -пластины. В центральной части темплета в отдельных областях между крупными зернами наблюдается образование более мелких рекристаллизованных зерен равноосной формы (рис. 3, а). Оценка типа микроструктуры по шкале микроструктур  $\alpha$ -сплавов [7] позволяет отнести наблюдаемую структуру в центральной части и на 1/2 сечения темплета преимущественно к типам

8–9, которые характеризуют крупнозернистую структуру пластинчатого типа с четко обозначенными границами  $\beta$ -зерна, образующуюся после деформации сплавов в  $\beta$ -области и последующей термообработки в  $\beta$ -области. В нашем случае отдельной термообработки в  $\beta$ -области не проводилось, такая микроструктура могла образоваться в результате медленного охлаждения крупногабаритной заготовки с температуры горячейковки.

Для структуры вблизи внешней поверхности характерно формирование более мелкозернистой структуры по сравнению с центральной частью и 1/2 сечения темплета, в которой часть зерен имеет равноосную форму с двойниками отжига (рис. 3, б), характерную для рекристаллизованных зерен. Размер образовавшихся зерен вблизи поверхности существенно меньше зерен в центральной части и составляет 100–500 мкм. Полученную в данной области структуру можно отнести к 3-му баллу шкалы микроструктур  $\alpha$ -сплавов, формируемую после деформации и протекания рекристаллизации в  $\alpha$ -области [5]. Вероятной причиной такого различия в структуре темплета вблизи его поверхности по сравнению с центральной частью и 1/2 сечения может быть подстуживание поверхности деформирующим инструментом. В результате поверхностные слои при деформации испытывают больший наклеп, что приводит к развитию рекристаллизационных процессов в образующейся  $\alpha$ -фазе при относительно медленном охлаждении крупногабаритной заготовки с температур последней деформации.

Измерение твердости по Виккерсу проводили по трем радиусам поперечного темплета с шагом между измерениями 5 мм. Результаты измерений представлены на рис. 4.

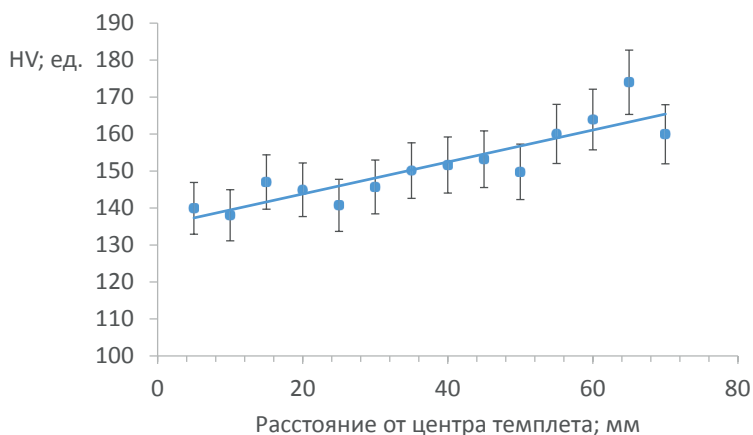


Рис. 4. Изменение твердости от центра к внешней поверхности исследуемой заготовки

Общий анализ значений твердости показывает, что в заготовке она колеблется в пределах от 135 до 178 HV, при этом среднее значение составляет 150 HV, а рассчитанный разброс значений от среднего при вероятности 95 % составляет  $\pm 10$  ед. HV.

Использование линейной аппроксимации полученных значений (рис. 4) показало, что наблюдается тенденция к росту твердости от центра темплета к его поверхности. Причиной такого рода изменения твердости является менее хорошая проработка зеренной структуры в центре по сравнению с поверхностными слоями (см. рис. 1, 3).

Таким образом исследование горячекованой трубной заготовки диаметром 188 мм из сплава ПТ-1М показало, что по сечению полуфабриката наблюдается неоднородная макро- и микрозеренная структура с наиболее крупнозернистым строением в центре с 10-м баллом и 8–9-м типом по шкалам макро- и микроструктур ( $\alpha$ -сплавы) соответственно. Это приводит к различному соотношению интенсивности  $\alpha$ -линий на дифрактограмах, снятых с разных сечений заготовки, и обеспечивает тенденцию к росту твердости от центра к поверхности заготовки со 140 до 165 ед. по Виккерсу.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10107)*

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1 Ушков С. С., Кудряшов А. С., Карасев Э. А. Титановые сплавы в судостроении и морских сооружениях // Титан. 2002, № 1. С. 44–49.
- 2 ТУ 1-5-132-78. Заготовки трубные из титановых сплавов. Технические условия. Верхняя Салда, ВСМОЗ. 1978. 9 с.
- 3 Полуфабрикаты из титановых сплавов / В. К. Александров [и др.]. М.: ОНТИ ВИС, 1996, 584 с.
- 4 ОСТ 192077-91. Сплавы титановые. Марки. М. : ВИС. 1991. 4 с.
- 5 Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Л. А. Никольский [и др.]. М. : Машиностроение, 1975, 285 с.
- 6 ГОСТ 6507-1 2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. М. : Госстандарт. 2007. 19 с.
- 7 Глазунов С. Г., Колачев Б. А. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. М. : Металлургия, 1980. 464 с.
- 8 Цвиккер У. Титан и его сплавы. М. : Мир. 1979. 512 с.